بررسی خواص مکانیکی و مغناطیسی ماده‌ی مرکب لایه‌ای $Cu/Ni/Fe_3O_4$ تولید شده به‌روش اتصال نورد تجمّعی (ARB)*

امیرحسین اسلامی [۱]		سید مجتبی زبرجد [۲]		محمد محسن مشکسار [۳]

چکیده

روش تغییر شکل موم‌سان شدید (Sever Plastic Deformation) به‌عنوان یکی از روش‌های تولید مواد با اندازه دانه‌ی نانومتری مطرح می‌باشد. برای ایجاد یک ساختار با دانه‌های نسبتاً ریز، لازم است تا از طریق اعمال کرنش‌های موم‌سان زیاد، چگالی بالایی از نابجایی‌ها ایجاد شوند. فرایند نورد تجمّعی به‌عنوان یکی از پرکاربردترین روش‌های اعمال تغییر شکل موم‌سان شدید و دست‌یابی به ساختارهای نانومتری به‌ویژه در ورق‌ها و در مقیاس صنعتی، مطرح می‌باشد. در پژوهش حاضر، از فرایند اتصال نورد تجمّعی برای تولید ماده‌ی مرکب $Cu/Ni/Fe_3O_4$ لایه‌ای استفاده شده است. برای این منظور، از مس و نیکل خالص تجاری و نانو ذرات Fe_3O_4 استفاده شده است. تعداد پنج مرحله نورد تحت شرایط بدون استفاده از روان‌کار همراه با پیش گرمایش در دمای $500\ ^oC$ قبل از هر مرحله‌ی نورد، اعمال شد. نمونه‌های استاندارد از درون قطعات نورد شده تهیه شد و ریزساختار آن‌ها با استفاده از میکروسکپ نوری و الکترونی و خواص مکانیکی آن‌ها به‌وسیله انجام آزمون‌های سختی و کشش، ارزیابی شد. افزون بر این، نقش هم‌زمان ذرات تقویت کننده‌ی اکسید آهن و نورد بر رفتار مغناطیسی ماده‌ی مرکب لایه‌ای توسط دستگاه مغناطیس سنج (Vibrating Sample Magnetometer) بررسی شد.

واژه‌های کلیدی فرایند نورد تجمّعی، خواص مکانیکی و مغناطیسی، ساختار لایه‌ای

Investigation of Mechanical and Magnetic Properties of $Cu/Ni/Fe_3O_4$ Multi-Layer Composite Produced by Accumulative Roll Bonding (ARB)

A. H. Eslami		S. M. Zebarjad		M .M. Moshksar

Abstract

Techniques of severe plastic deformation have been successfully used for the production of novel metallic microstructures. Among different types of these techniques, accumulative roll bonding (ARB) has been extensively used to produce multi-layered composites. In the present study, a new manufacturing process for Cu/Ni- 1vol% Fe_3O_4 composites was developed by using Copper and Nickel sheets together with micron sized Fe_3O_4 particles as the starting materials. It was observed that as the number of ARB passes increased, the Nickel layers were necked and fractured. After five ARB passes, a multi-layer Cu/Ni-Fe_3O_4 composite including homogeneously distributed fragmented Nickel layers with the Fe_3O_4 particles in the Copper matrix was achieved. The structure as well as the mechanical properties of this composite were studied at different stages of ARB process. With an increase in the applied strain during ARB passes, the strength of composite samples increased, but the elongation decreased. In addition, the magnetic behavior by magnetic device detector (VSM) and tensile tests were performed in order to investigate the mechanical behavior of ARB products. Finally, the scanning electron microscope (SEM) was used to study the microstructure of layers in composites samples.

Key Words Accumulative roll bonding, Magnetic and mechanical properties, Layered structures.

---

* نسخه‌ی نخست مقاله در تاریخ ۹۱/۹/۱۱ و نسخه‌ی پایانی آن در تاریخ ۹۲/۱۲/٤ به دفتر نشریه رسیده است.

(۱) نویسنده‌ی مسئول، مربی، گروه ساخت و تولید، دانشگاه آزاد اسلامی، واحد مشهد

(۲) استاد، گروه مهندسی مواد، دانشگاه شیراز

(۳) استاد، گروه مهندسی مکانیک، دانشگاه آزاد اسلامی، واحد مرودشت

مقدمه

پیشرفت‌های اخیر در صنایع نظامی، برق و الکترونیک، خودروسازی، قطارهای برقی، ابزارهای مغناطیسی در صنایع پزشکی و ایجاد میدان‌های مغناطیسی بسیار قوی، مستلزم استفاده از موادی با رسانایی بالا، خواص مغناطیسی خوب و قیمت مناسب می‌باشد. اصولاً به‌اثبات رسیده است که فلزات و مواد فوق ریزدانه با اندازه دانه‌ی کم‌تر از ۱ میکرون، خواص فیزیکی و مکانیکی مناسبی را نسبت به مواد با اندازه دانه‌ی معمولی دارند. به‌همین منظور، تحقیقات زیادی درباره‌ی مواد مرکب و آلیاژهای مس با نایوبیم، نیکل، آهن، کرُم و نقره انجام شده است.

ریز کردن دانه یکی از روش‌های مهم استحکام‌بخشی مواد است که نسبت به سایر روش‌های استحکام‌بخشی، از اهمیّت ویژه‌ای برخوردار است. با این روش می‌توان هم‌زمان به ترکیب مناسبی از استحکام و انعطاف‌پذیری دست یافت. این در حالی است که در روش‌های دیگر، افزایش استحکام با کاهش چشم‌گیر انعطاف‌پذیری همراه است. یکی از روش‌هایی که ریز کردن دانه را به‌همراه دارد، تغییر شکل موم‌سان شدید (Severe Plastic Deformation) می‌باشد. در حقیقت، این روش بر پایه‌ی ایجاد کرنش‌های موم‌سان بسیار زیاد در ماده استوار است و به این دلیل، به روش‌های تغییر شکل شدید معروف است. تغییر شکل‌های شدید موم‌سان ناشی از انواع فرایندهای مکانیکی، می‌تواند سبب ایجاد ساختار نانو و و در مواردی، تغییر ترکیب شیمیایی ماده شود[1-3]. نورد تجمّعی اتصالی (ARB)، یکی از روش‌های مهم تغییر شکل شدید است. در این فرایند، تغییر شکل موم‌سان زیادی با چند مرحله نورد متوالی به نمونه اعمال می‌شود. مزیت این روش، توانایی آن در تولید ورق با ساختار نانو در مقیاس صنعتی مانند صنایع نظامی، می‌باشد. به‌همین دلیل، اخیراً از این روش برای تولید مواد مرکب چند لایه استفاده شده است[4].

در سال‌های اخیر، مواد مرکب فلزی چند لایه به‌علّت خواص مکانیکی و فیزیکی برجسته، مورد توجه زیادی واقع شده‌اند [5]. در اکثر تحقیقات صورت گرفته در این ارتباط، از یک فلز یا آلیاژ برای فرایند ARB استفاده شده است و تولید ماده‌ی مرکب لایه‌ای در حضور ماده‌ی سرامیکی سوّم، کم‌تر مورد توجه قرار گرفته است [2]. به‌عنوان مثال، می‌توان به مواد مرکب زمینه آلومینیمی تقویت شده با ذرات سرامیکی مانند B_4C و Al_2O_3 و SiC اشاره نمود که به‌دلیل خواص مکانیکی و فیزیکی مناسب، به‌طور گسترده‌ای در صنایع مختلف مانند صنایع نظامی، خودروسازی، هوافضا و انرژی هسته‌ای استفاده می‌شوند. این مواد مرکب به‌دلیل داشتن خواص بی‌نظیری مانند استحکام بالا، چگالی پایین، مقاومت به خوردگی خوب، قابلیّت عملیّات حرارتی خوب و فرایندهای تولید متنوع، توجهی زیادی را به خود جلب کرده‌اند، به‌طوری که امروزه به‌عنوان یک ماده‌ی سازه‌ای پیشرفته، مورد استفاده قرار می‌گیرند.

اخیراً، تلاش‌های زیادی برای بهبود خصوصیّات مغناطیسی مواد صورت گرفته است. برای بهبود و پیشرفت در این حوزه، به ترکیبی جدید با اشباع مغناطیسی بالاتر نیاز است. مس فلزی است با رسانایی الکتریکی و حرارتی بالا و جزو فلزات دیامغناطیسی به‌حساب می‌آید[5]. به‌منظور بهبود خواص مغناطیسی، می‌توان از فلزات فرومغناطیس مانند نیکل، در کنار مس سود جست. نیکل فلزی سخت، انعطاف‌پذیر، رسانای جریان برق و مقاوم به خوردگی است. این عنصر جزو فلزات فرومغناطیس است و افزون بر این، دارای خواص مغناطیسی خوبی می‌باشد. نیکل مانند فلزات دیگر، برای بهبود خواص مکانیکی به‌ویژه استحکام، می‌تواند ریز دانه شود، امّا با توجه به این‌که خواص مغناطیسی با ریز دانه شدن رابطه‌ی عکس دارد، به‌نظر می‌رسد که اگر چه در حالت نانوساختار خواص مکانیکی آن بهبود می‌یابد، ولی خواص مغناطیسی آن افت پیدا می‌کند [6].

هدف اصلی از انجام این تحقیق، حذف تأثیر منفی کار موم‌سان شدید بر خواص مغناطیسی نیکل با افزودن نانوذرات اکسید آهن (Fe_3O_4) می‌باشد. اکسید آهن (مَگنتیت) به‌عنوان ماده‌ای فری مغناطیس شناخته

می‌شود که در دمای اتاق، رفتاری اَبَرپارامغناطیسی از خود نشان می‌دهد و دارای نفوذپذیری بالاتری نسبت به فرومغناطیس‌ها می‌باشد[7]. با قرار دادن اکسید آهن در بین لایه‌ها، مواد مرکب لایه‌ای با ساختار ریز دانه و خواص مغناطیسی خوب ایجاد خواهد شد و در نهایت، خواص مکانیکی و مغناطیسی ماده‌ی مرکب لایه‌ای $Ni/Cu/Fe_3O_4$ حاصل از فرایند نورد تجمّعی مطالعه خواهند شد.

روش تحقیق

مواد اولیّه. مواد مورد استفاده در این پژوهش، نوارهای مس و نیکل خالص تجاری و پودر اکسید آهن (مگنتیت) با اندازه دانه‌ی میانگین ۲۰۰ نانومتر بوده‌اند. ترکیب و ابعاد آن‌ها، در جدول (۱) و ویژگی‌های آن‌ها، در جدول (۲) آورده شده‌اند.

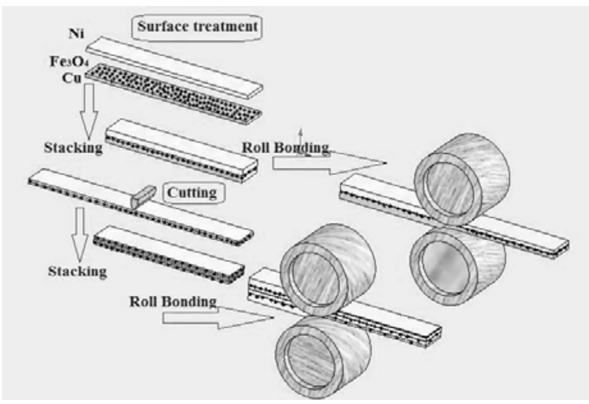
تولید ماده‌ی مرکب لایه‌ای مس- نیکل-اکسید آهن. برای انجام فرایند، ابتدا ورق‌های مس و نیکل به‌ابعاد مشخص بریده شدند و از دو نوار مس و نیکل به ضخامت ۱ میلی‌متر و طول و عرض به‌ترتیب ۱۲ و ٤ سانتی‌متر، برای شروع فرایند استفاده شد. در ابتدا برای از بین بردن چربی‌ها و دیگر آلودگی‌های سطحی، نوارها به‌مدّت زمان ۵ دقیقه در اَسِتون غوطه‌ور شدند. سپس برای ایجاد یک پیوند مناسب، برس‌کاری سطوح ورق‌ها توسط برس خورشیدی انجام شد. روند انجام فرایند نورد تجمّعی برای مواد مرکب مس- نیکل- اکسید آهن، در شکل (۱) نشان داده شده است.

جدول ۱ مشخصّات ورق‌های اولیّه‌ی مورد استفاده

جنس ورق	ترکیب شیمیایی (درصد وزنی)	ابعاد ورق
نیکل خالص تجاری	99Ni,0.2Cu,0.4Fe,0.35Mn, 0.015Si,0.02S,0.015C	۱۲۰×٤۰×۱ mm
مس خالص تجاری	4Cu,0.68Zn,0.18Fe,0.52Pb,.98 0.48Co,0.019Sn,0.012Cd,0.009Cr	۱۲۰×٤۰×۱ mm

جدول ۲ خواص مکانیکی مس و نیکل به‌کار رفته در این تحقیق

فلز	ازدیاد طول (٪)	سختی (HV)	استحکام تسلیم(MPa)
نیکل	9.8	81	203.7
مس	32.8	62	87.5

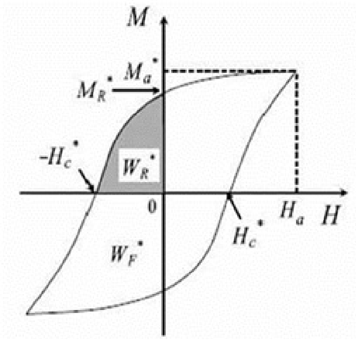


شکل ۱ فرایند نورد تجمّعی برای تهیه‌ی ماده‌ی مرکب مس- نیکل- اکسید آهن

قطر سیم‌های برس ۰/٤ میلی‌متر و از جنس آهـن بود. استفاده از سمباده‌ی سیمی، بالاترین زبری سطح را ایجاد می کند و سبب ایجاد قوی‌ترین اتصـال لایـه‌ای بین ورق‌ها می‌شود. پس از آماده‌سازی سطوح، بـین دو نوار مس و نیکل با ابعـاد یکسـان، یـک لایـه از ذرات پودر Fe_3O_4 (۱٪ وزنی) با استفاده از الَـک بـه‌گونـه‌ای یکنواخت پراکنده شـد. فراینـد افـزودن ذرات Fe_3O_4، تنها در گذر اوّل نـورد و بـرای تولیـد سـاندویچ اولیّـه صورت گرفت.

به‌این ترتیب، دو سطح برس‌کاری شـده بـر روی هم قرار گرفتند و چهارگوشـه‌ی آن توسـط سـیم‌هـای مسی مقیّد شـد تـا حـین نـورد بـر روی هـم نلغزنـد. ضخامت ساندویچ اولیّه ۲/۲ میلی‌متـر بـود کـه پـس از گذر صفر، بـه ۱ میلـی‌متـر کـاهش یافـت (یعنـی ٦۰٪ کاهش ضخامت). دسـتگاه نـورد مـورد اسـتفاده دارای غلطک‌هایی به‌قطـر ۱۸۰ میلـی‌متـر بـود و سـرعت آن به‌میزان ٤۰ دور بر دقیقه تنظیم شد. نمونه پس از گـذر صفر، از وسط به دو نیم شد و پس از آماده‌سازی مجدد و مهار چهارگوشه‌ی آن و پیش گرمـایش در دمـای °C ۵۰۰ به‌مدّت زمان ۵ دقیقه، مجدداً به‌میـزان ۵۰ درصـد کاهش ضخامت، نورد شد. این فرایند تا پنج دور بدون استفاده از روان‌کار انجام گرفت. پـس از هـر مرحلـه‌ی نورد، نمونه‌هایی برای انجام آزمون‌هـای مختلـف تهیّـه شدند. سطح مقطع کناری ورق‌های جوش خورده، پس از سنباده‌زنی و پولیش‌کاری با پارچه و خمیـر الماسـه، با میکروسکُپ نوری مشاهده شـد تـا نحـوه‌ی جـوش خـوردگی ورق‌هـا بررسـی شـود. افـزودن بـر ایـن، صفحه‌های حاوی جهـت نـورد، توسـط میکروسـکپ الکترونی روبشی (SEM) مطالعـه شـدند و در نهایـت، برای مطالعه‌ی خـواص مکـانیکی (اسـتحکام کششـی، ازدیاد طول و نمودارهای تنش- کرنش)، آزمون کشش با استفاده از دستگاه Zwick 250 انجام شـد. در ادامـه، برای اندازه‌گیری سختی نمونه‌ها، از دستگاه سختی‌سنج ویکرز مدل Bohler با نیروی ۲۵ گـرم و زمـان اعمـال نیروی ۱۰ ثانیه استفاده شد.

در پایان، اندازه‌گیری و تحلیل خواص مغناطیسـی شامل اشباع مغناطیسی (M_S)، پس‌ماند مغناطیسی (M_R) و نیـروی وادارنـدگی مغناطیسـی (H_C)، بـا اسـتفاده از روش مغناطیس‌سنج با نمونه‌ی ارتعاشـی VSM، انجـام شد. در شکل (۲)، عوامل مؤثر بر حلقه‌ی هیسـترزیس نمایش داده شده است.



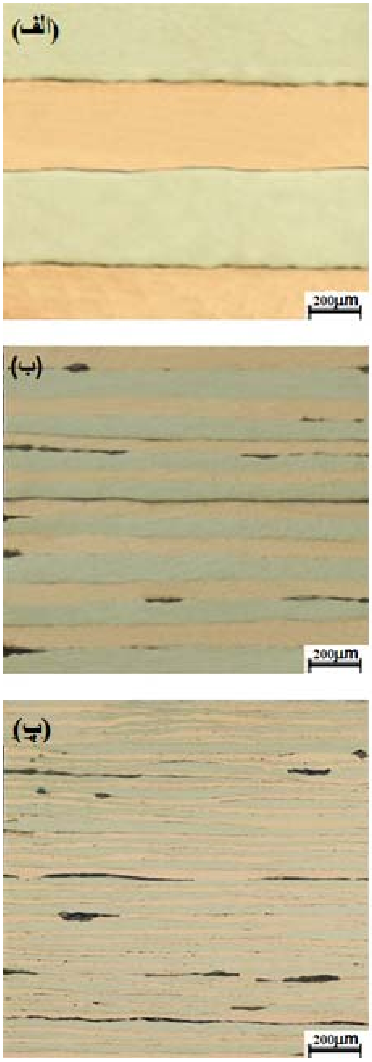
شکل ۲ عوامل مؤثر بر حلقه‌ی هیسترزیس

نتایج و بحث

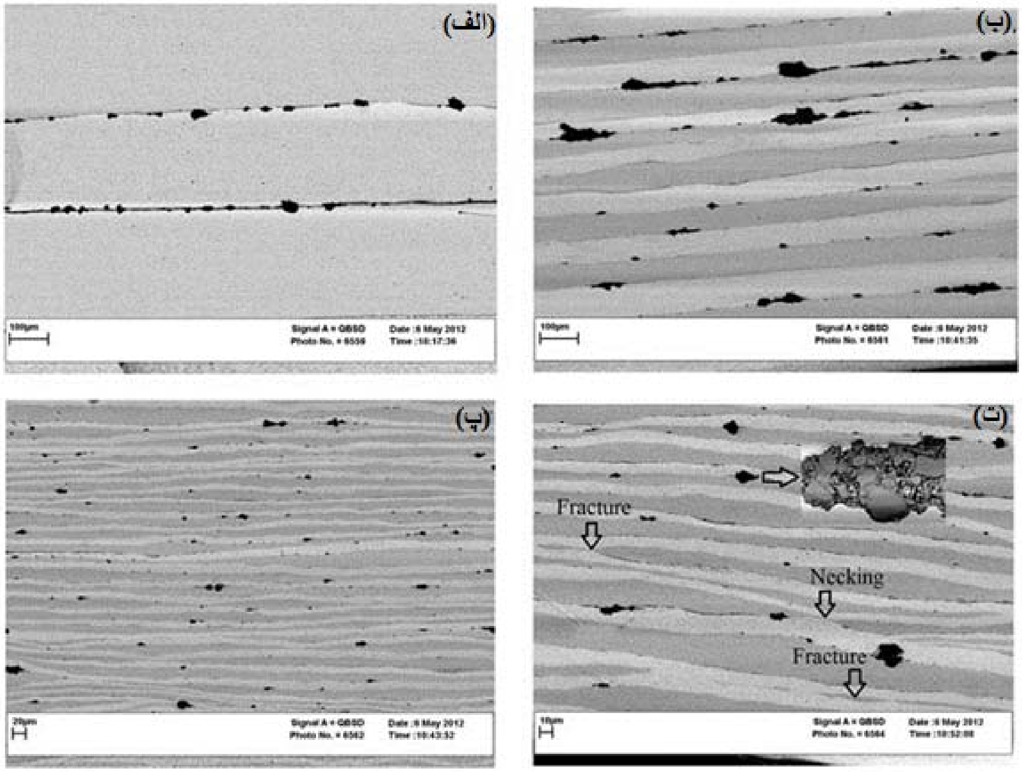
تغییـرات ریزسـاختار مـاده‌ی مرکـب لایـه‌ای $Cu/Ni/Fe_3O_4$ در فراینـد نـورد تجمّعـی. تغییـرات ریزساختاری ورق‌های ماده‌ی مرکب $Cu/Ni/Fe_3O_4$ در طول فرایند نورد تجمّعی در دورهای مختلـف، توسـط میکروسکپ‌هـای نـوری و الکترونـی روبشـی بررسـی شدند. با توجه به تصویرهای تهیّه شـده بـا اسـتفاده از میکروسکپ نوری در شکل (۳)، می‌توان پیوستگی لایه ها، کاهش ضخامت و نحوه‌ی توزیـع ذرات Fe_3O_4 در ماده‌ی مرکب $Cu/Ni/Fe_3O_4$ را تا گذر پـنجم مشـاهده کرد. شکل (۳)، تصـویر میکروسـکپ نـوری از مقطـع کناری RD-ND مربوط به ورق ماده‌ی مرکب را نشـان می‌دهد که در مرحلـه‌ی افـزودن پـودر Fe_3O_4، اعمـال کاهش سطح مقطع بـیش از ٦۰ درصـد و پـس از آن، نورد تجمّعی به‌میزان ۵۰ درصد کـاهش سـطح مقطـع، سبب ایجاد جوش و اتصال مناسب بـین لایـه‌هـا شـده است. ورق‌ها فرایند نورد تجمّعی را بدون عیب تا دور پنجم پشت سر گذاشتند، امّا افزایش چگالی نابجـایی و کاهش اندازه‌ی دانه، سبب افزایش کرنش سختی ماده و در نتیجه، تردی آن شـده اسـت کـه ایـن امـر موجـب

پارگی ورق‌ها پس از دور پنجم نورد تجمّعی شد. در شکل (٤)، تغییرات ریزساختار مادهٔی مرکب مس-نیکل- اکسید آهن در طی دورهای مختلف فرایند نورد تجمّعی که توسط میکروسکپ الکترونی روبشی تهیّه شده است، نشان داده شده است.

همان‌طور که در شکل (٤) مشاهده می‌شود، با ادامه‌ی فرایند و پس از دور سوّم، پیوستگی لایه‌های نیکل تحت تأثیر کرنش اعمالی در فرایند قرار گرفته و با افزایش تعداد دورهای اعمالی، گلویی شدن شدّت یافته است و به‌دنبال آن، جدایش و شکست در لایه‌های نیکل اتفاق افتاده است. افزون بر این، حضور ذرات Fe_3O_4 سبب تسریع گلویی شدن و شکست در لایه‌های نیکل شده است، به‌طوری که در گذر پنجم شاهد شکست لایه‌های نیکل می‌باشیم، در صورتی‌که در ماده‌ی مرکب Cu/Ni که فاقد ذرات Fe_3O_4 است، شکست در گذر هفتم رخ داده است. با اعمال کرنش بیش‌تر به ماده‌ی مرکب و در صورت امکان، ادامه‌ی فرایند تا دروهای بالاتر، گلویی شدن و جدایش و ریزتر شدن لایه‌های تقویت کننده افزایش یافته است و توزیع یکنواختی از لایه‌های نیکل و ذرات Fe_3O_4 در زمینه‌ی مس حاصل شده است.



شکل ۳ تصویرهای میکروسکپ نوری از مراحل اوّل (الف)، سوّم (ب) و پنجم (پ) مربوط به ماده‌ی مرکب $Cu/Ni/Fe_3O_4$



شکل ٤ تصویرهای میکروسکپ الکترونی روبشی از مراحل اوّل (الف)، سوّم (ب) و پنجم (پ) مربوط به ماده‌ی مرکب $Cu/Ni/Fe_3O_4$

با افزایش تعداد دورهای فرایند نورد، ذرات Fe_3O_4 در زمینه‌ی مس و نیکل پراکنده شده‌اند. افزون بر این، مشاهده می‌شود که لایه‌های نیکل در گذرهای اولیّه‌ی تولید ساندویچ، یکپارچگی خود را حفظ کرده‌اند (شکل ٤- الف). پس از آن، گلویی شدن و شکست موضعی به‌صورت تدریجی و پیوسته در دورهای متوالی اتفاق افتاده‌اند و در نهایت، شاهد جدایی لایه‌های نیکل می‌باشیم (شکل ٤- پ و ت). پس از انجام پنج دور فرایند نورد تجمّعی، ماده‌ی مرکبی با قطعه‌های نیکل شکسته شده و توزیع همگنی از ذرات Fe_3O_4 در زمینه‌ی مس به‌دست آمده است (شکل ٤- ت).

زمینه‌ی مس به‌عنوان واسطه و انتقال‌دهنده‌ی نیرو به نوار نیکل و ذرات Fe_3O_4 عمل می‌کند و تمام فضای میان لایه‌های نیکل و ذرات پودر را پر می‌کند. مطابق با تصویرهای شکل (٤)، با افزایش تعداد دورهای فرایند نورد تجمّعی و با افزایش کرنش، ضخامت لایه‌های نیکل کاهش یافته‌اند.

همان‌طور که در بخش قبلی نیز بیان شد، می‌توان شکست ناهمگن لایه‌های نیکل به‌صورت قطعه‌های کوچک درون مس را به تفاوت در خواص مکانیکی لایه‌های مس و نیکل نسبت داد. این تفاوت ناشی از تفاوت در تنش سیلان فازها، اصطکاک میان زمینه‌ی مس و لایه‌های نیکل و اصطکاک مابین غلطک و سطح نمونه می‌باشد [۱۰-۸]. این اثر با افزایش تعداد دورهای فرایند نورد تجمّعی تضعیف می‌شود (شکل٤).

همان‌گونه که در شکل (٤) مشاهده می‌شود، با پیشرفت فرایند نورد تجمّعی تعداد لایه‌ها به‌گونه‌ای مداوم افزایش یافته است که این سبب افزایش همگنی و توزیع یکنواخت ذرات Fe_3O_4 در جهت عمودی ورق شده است. با این‌حال، ذرات در بین لایه‌ها باقی‌مانده‌اند و در برخی از مناطق به‌صورت خوشه‌ای پخش شده‌اند. به‌دلیل انسجام و سختی بالای لایه‌های مس و نیکل در طی فرایند نورد تجمّعی، ذرات نتوانسته‌اند در لایه‌ها به‌صورت همگن و مناسب نفوذ

کنند و در نهایت، حضور ذرات با کاهش سطح تماس فلز- فلز، بر کیفیّت و استحکام جوش تأثیر منفی داشته است. افزون بر این، خوشه‌ای شدن ذرات، سبب ایجاد تمرکز تنش و تأثیر نامطلوب بر خواص مکانیکی می‌شود (شکل ٤ و ٥).

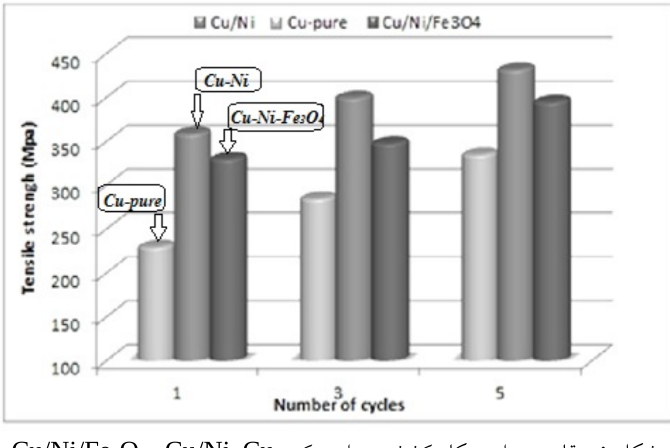
مطلب دیگر که باید به آن توجه داشت، وجود یک تنش آستانه‌ی لازم برای برقراری پیوند بین لایه‌های فلزی است. اگر مقدار تنش به‌کار رفته از این تنش آستانه کم‌تر باشد، سطوح بِکر فلز نمی‌توانند پیوندی قوی با هم برقرار کنند[13]. مقدار این تنش آستانه، با حضور ذرات افزایش می‌یابد. بر مبنای فرضیه‌ی سد انرژی، قبل از برقراری اتّصال بین دو فلز، باید بر یک سد انرژی غلبه کرد. بالاتر از این مقدار، استحکام پیوندِ ایجاد شده به‌سرعت افزایش می‌یابد و به‌ازای مقادیری کم‌تر از آن، آلودگی‌های موجود در سطح، تماس دو فلزِ بکر را به‌تأخیر می‌اندازند و سبب کاهش استحکام پیوندِ ایجاد شده می‌شوند [۹].

مسأله‌ی مهم در این‌جا آن است که اوّلاً در حضور ذرات، تنش آستانه‌ی بیش‌تری برای غلبه بر لایه‌ی اکسیدی سطح نیاز است تا مقابله‌ی فلزات بِکر زیر سطحی با هم وجود داشته باشد. دوّم آن‌که، اگر چه ذرات به شکستن لایه‌ی اکسیدی در سطح کمک کرده‌اند، امّا خود به‌عنوان مانعی برای تماس سطوح بِکر فلزات با یک‌دیگر و برقراری پیوند مطرح هستند.

گفتنی است که به‌منظور دستیابی به ویژگی‌های بهینه در یک ماده‌ی مرکب، به‌ویژه بهترین ترکیب استحکام و انعطاف‌پذیری، ذرات تقویت کننده‌ی ریز با کسرحجمی بالا مورد نیاز است. امّا، داشتن این دو ویژگی به‌طور هم‌زمان با مشکلاتی همراه است، زیرا در مواد مرکب با ذرات ریز، تمایل به توزیع نایکنواخت ذرات و ایجاد خوشه‌های ذرات پودر زیاد است و این باعث افت شدید انعطاف‌پذیری ماده می‌شود، به‌گونه‌ای که آسیب‌ها در محل خوشه‌های ذرات به‌شکل متمرکز شروع به تشکیل می‌کنند. توزیع تنش در یک ماده‌ی مرکب در معرض نیروی خارجی، نایکنواخت است[11]. در نزدیکی یک خوشه، تنش‌های سه بعدی قابل توجهی که بسیار بزرگ‌تر از تنش اعمالی هستند، ایجاد می‌شوند که منجر به شتاب‌گیری شروع شکست در خوشه می‌شود[11-9].

افزون بر این، با افزایش میزان خوشه‌ای شدن، در کاهش شدیدی در چقرمگی شکست مواد مرکب مشاهده می‌شود[12]. بنابراین، توزیع یکنواخت ذرات تقویت کننده در مواد مرکب یکی از ملزومات ساختاری مهم آن‌هاست.

استحکام کششی مواد مرکب مس- نیکل- اکسید آهن تولید شده به‌روش نورد تجمّعی. شکل (٥)، تغییرات استحکام کششی مواد مرکب Cu، Cu/Ni و $Cu/Ni/Fe_3O_4$ را طی دوره‌های مختلف فرایند نورد تجمعی را نشان می‌دهد.



شکل ٥ مقایسه‌ی استحکام کششی مواد مرکب Cu، Cu/Ni و $Cu/Ni/Fe_3O_4$

همان‌طور که در شکل (۵) دیده می‌شود، با افزایش تعداد دورهای فرایند نورد تجمّعی شاهد افزایش استحکام کششی در هر سه نمونه می‌باشیم. افزایش چگالی نابجایی و کاهش اندازه‌ی دانه سبب افزایش کرنش سختی در ماده و در نتیجه، تردی آن می‌شود و این امر سبب پارگی ورق‌ها پس از دور پنجم نورد تجمّعی شده است. افزون بر این، می‌توان به کرنش سختی به‌لیل افزایش چگالی نابجایی حاصل از تغییر شکل اشاره کرد که سبب افزایش استحکام می‌شود. این عامل در مراحل اولیّه‌ی فرایند نورد تجمّعی نقش مهمی را ایفا می‌کند، به‌گونه‌ای که با افزایش تعداد مراحل نورد و ایجاد ساختار ریز دانه و بهبود اندازه‌ی دانه، تأثیر آن کاهش می‌یابد[11-13].

در شکل (۵) و در مورد نمونه‌ی حاوی ذرات Fe_3O_4، مشاهده می‌کنیم که با افزایش دورهای فرایند نورد تجمّعی، استحکام کششی ماده‌ی مرکبِ حاصل افزایش پیدا می‌کند و در نهایت، پس از ۵ دور فرایند نورد تجمّعی، به مقدار ۳۸۵ MPa می‌رسد. عوامل مختلفی به شرح زیر در افزایش استحکام ماده‌ی مرکبِ تولید شده به‌روش نورد تجمّعی تأثیر گذارند:

۱- در گام اوّل، می‌توان به کرنش سختی به‌دلیل افزایش چگالی نابجایی حاصل از تغییر شکل اشاره کرد که سبب افزایش استحکام می‌شود. این عامل در مراحل اولیّه‌ی فرایند نورد تجمّعی نقش مهمی دارد و با افزایش تعداد مراحل نورد و ایجاد ساختار ریز دانه و بهبود اندازه‌ی دانه، تأثیر آن به‌تدریج کم می‌شود[11-13].

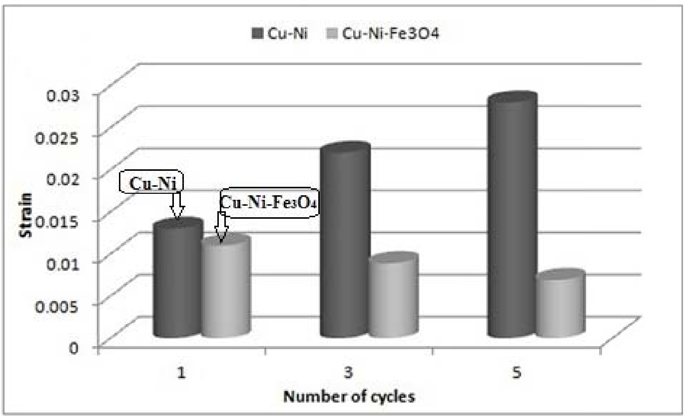
۲- در ادامه‌ی فرایند نورد تجمّعی، ریز دانه شدن در مراحل نهایی فرایند بسیار مؤثر است. در ساختار فوق ریز دانه، ایجاد مرزهای جدید با توجه به رابطه‌ی هال پِچ (فرضیه‌ی استحکام هال- پِچ یا ارتباط σ_b با $d^{-1/2}$)، موجب استحکام بخشی می‌شود. افزون بر این، اثر کرنش برشی ایجاد شده در طی فرایند نورد تجمّعی ناشی از اصطکاک بین غلطک و نمونه و اصطکاک بین خود لایه‌ها، سبب افزایش کرنش معادل و افزایش استحکام می‌شود [۱۳].

۳- از دیگر عوامل، می‌توان به تنش‌های باقی‌مانده از طریق تأثیر بر حرکت نابجایی‌ها و تعداد لایه‌ها و ضخامت آنها اشاره کرد که در افزایش استحکام مؤثرند[11-13].. اگر چه مس و نیکل هر دو ساختار FCC دارند، امّا سختی، ضخامت و ضریب‌های کار سختی متفاوتی دارند. بنابراین، تغییر شکل توأمان لایه‌های مس و نیکل موجب به‌وجود آمدن تنش‌های فشاری و کششی در لایه‌های مس و نیکل و در نتیجه، تنش‌های باقی‌مانده بین لایه‌ای می‌شود. تعداد لایه‌ها و ضخامت آن‌ها نیز در استحکام چند لایه مؤثرند. ریز دانه شدن با توجه به رابطه‌ی هال- پِچ، موجب افزایش استحکام می‌شود.

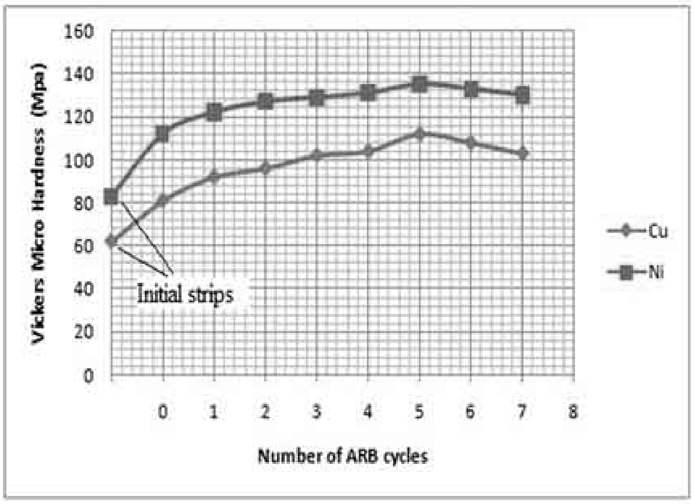
نرخ کرنش در مواد مرکب Cu/Ni و Cu/Ni/Fe_3O_4 تولید شده با نورد تجمّعی در دورهای مختلف، در شکل (٦) نشان داده شده است. ازدیاد طول مس تولید شده با فرایند نورد تجمّعی بسیار بالاتر از مواد مرکب Cu/Ni می‌باشد و به‌دلیل تفاوت زیاد آن‌ها، با مواد مرکب فوق‌الذکر قابل مقایسه نمی‌باشد. بنابراین، در شکل (٦) تنها تأثیر حضور ذرات Fe_3O_4 در کاهش کرنش نسبت به ماده‌ی مرکب Cu/Ni بررسی شده است. به‌طور کلی، می‌توان مشاهده کرد که حضور ذرات تقویت کننده‌ی Fe_3O_4 باعث افزایش تردی و به‌دنبال آن، کاهش نرخ کرنش شده است. افزون بر این، تمایل ذرات به خوشه‌ای شدن سبب ایجاد تمرکز تنش، شروع و انتشار ترک در آزمون کشش می‌شود و به‌علّت ضخامت لایه‌ی تقویت کننده‌ی ذرات پودر Fe_3O_4 و توزیع غیریکنواخت آن در برخی از نواحی، زمینه به‌شدّت تحت تمرکز تنش قرار می‌گیرد و در نتیجه، به‌سرعت دچار تسلیم و شکست می‌شود، زیرا با حضور ذرات در بین لایه‌ها و

کاهش تماس فلز با فلز، استحکام پیوند بین لایه‌ای کاهش می‌یابد. این نتیجه مشابه با یافته‌های لوید در خصوص نقش ذرات تقویت کننده بر میزان ازدیاد طول می‌باشد[11].

ریزسختی ماده‌ی مرکب مس- نیکل. سختی لایه‌های مس و نیکل روی نمونه‌ها در دورهای مختلف فرایند، به‌وسیله‌ی دستگاه ریزسختی سنج اندازه‌گیری شد. همان‌طور که انتظار می‌رود، سختی نمونه‌ها با افزایش تعداد گذرهای فرایند افزایش می‌یابد و نرخ افزایش سختی در گذرهای اولیّه بیش از گذرهای بعدی است، زیرا بخش عمده‌ی تجمع نابجایی‌ها و کار سختی در گذرهای اولیّه رخ می‌دهد. شکل (۷)، افزایش ریزسختی با افزایش تعداد گذرهای فرایند را نشان می‌دهد. همان‌طور که مشاهده می‌شود، با افزایش دروهای فرایند نورد تجمّعی، ریزسختی هر دو زمینه‌ی مس و لایه‌های تقویت کننده‌ی نیکل افزایش می‌یابد. سختی دو نمونه، به‌ترتیب از مقادیر اولیّه‌ی ٦١ و۸۲ به ۱۰۳ و ۱۳۰ مگاپاسکال برای لایه‌های مس و نیکل افزایش می‌یابد. مشاهده می‌شود که پس از نورد اتصالی اولیّه‌ی مس- نیکل، افزایش قابل ملاحظه‌ای در سختی لایه‌های مس و نیکل رخ داده است و سپس، با پیشرفت فرایند نورد تجمّعی، نرخ افزایش سختی در هر دو فلز به‌صورت نسبی کاهش یافته است.

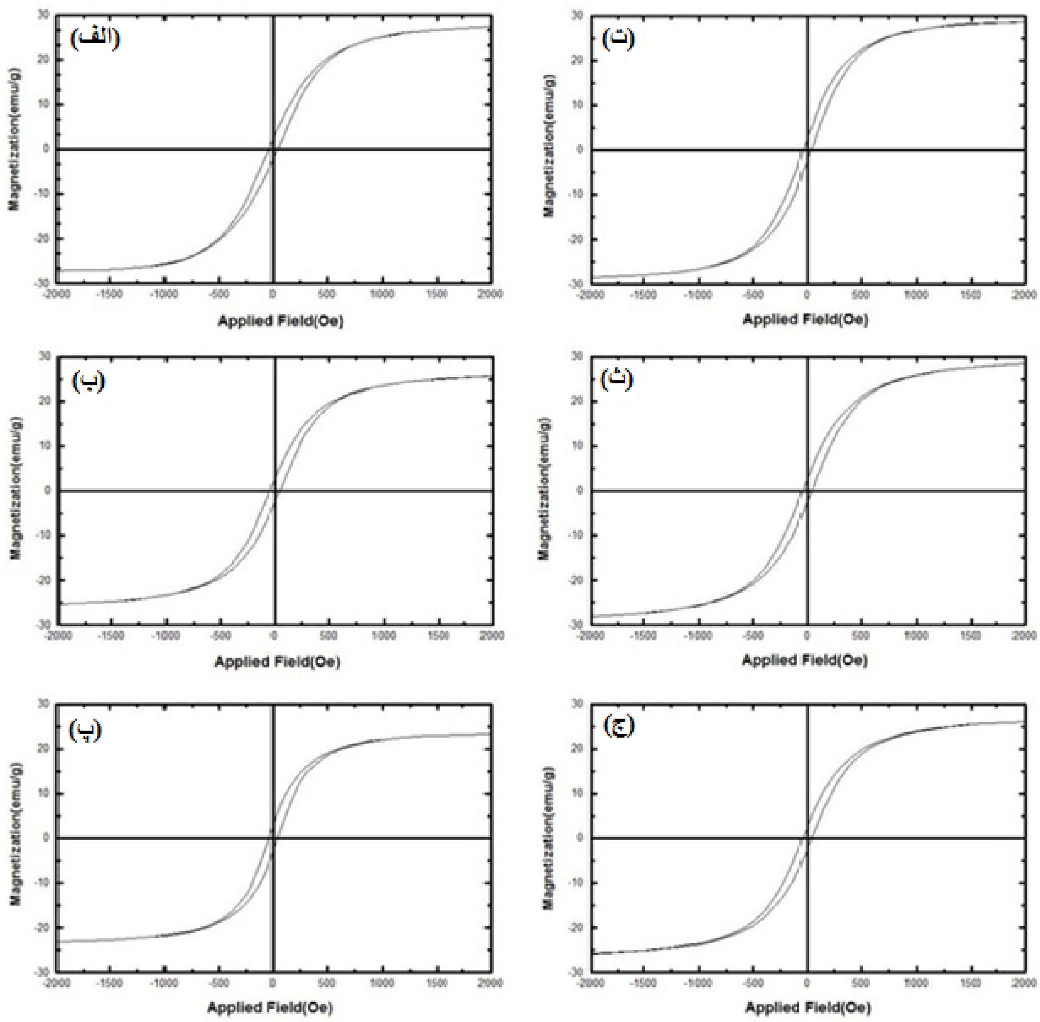


شکل ٦ مقایسه‌ی کرنش در مواد مرکب Cu/Ni و $Cu/Ni/Fe_3O_4$ تولید شده به‌روش نورد تجمّعی



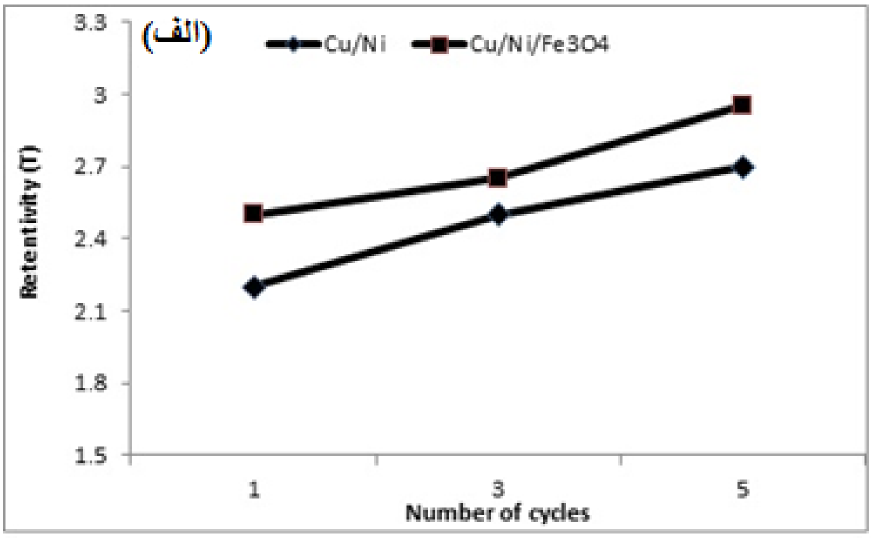
شکل ۷ نتایج اندازه‌گیری ریزسختی مربوط به مقطع RD-ND از لایه‌های مس و نیکل طی دورهای مختلف فرایند نورد تجمّعی

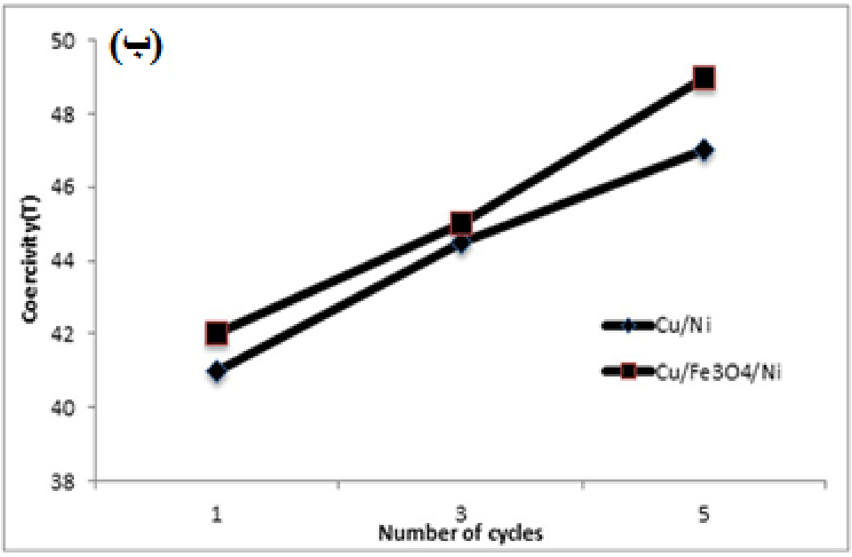
بررسی خواص مغناطیسی مواد مرکب مس- نیکل- اکسید آهن تولید شده به‌روش نورد تجمّعی. رفتار مغناطیسی مواد عمدتاً به ساختار الکترونی آن‌ها بستگی دارد که می‌توانند دوقطبی‌های مغناطیسی را ارائه دهند. دوقطبی‌ها ذرات بنیادی مغناطیسی هستند و تأثیرات متقابل بین این دو قطبی‌ها، نوع رفتار مغناطیسی را مشخص می‌کنند. نمودار هیسترسیس مربوط به ماده‌ی مرکب لایه‌ای مس– نیکل– اکسید آهن در طی دورهای مختلف فرایند نورد تجمّعی، در شکل (۸) نشان داده شده است. نمودار فوق نشان‌گر ایجاد یک ماده‌ی مغناطیس نرم می‌باشد. مقدار H_C (نیروی وادارنگی مغناطیسی)، بر نرم یا سخت بودن ماده‌ی فرومغناطیس دلالت دارد. هر چه مقدار H_C کوچک‌تر باشد، ماده در میدان‌های پایین‌تر، مغناطش القا شده‌ی پسماند را از دست می‌دهد و از طرفی، به‌راحتی نیز به مغناطش اشباع می‌رسد. همان‌طور که در نمودارهای هیسترسیس شکل (۸) می‌توان مشاهده کرد، مقادیر نیروی وادارنگی مغناطیسی (H_C)، پسماند مغناطیسی (MR) و اشباع مغناطیسی (M_S) تحت تأثیر لایه‌های نیکل و ذرات Fe_3O_4، تغییرات چشم‌گیری داشته‌اند و هم‌چنین، می‌توان حضور مؤثرتر لایه‌های نیکل نسبت به ذرات Fe_3O_4 را در ایجاد خواص مغناطیسی مشاهده کرد، به‌طوری که سبب ایجاد حلقه‌های مغناطیسی باریک و تولید یک ماده‌ی نرم مغناطیسی شده است.



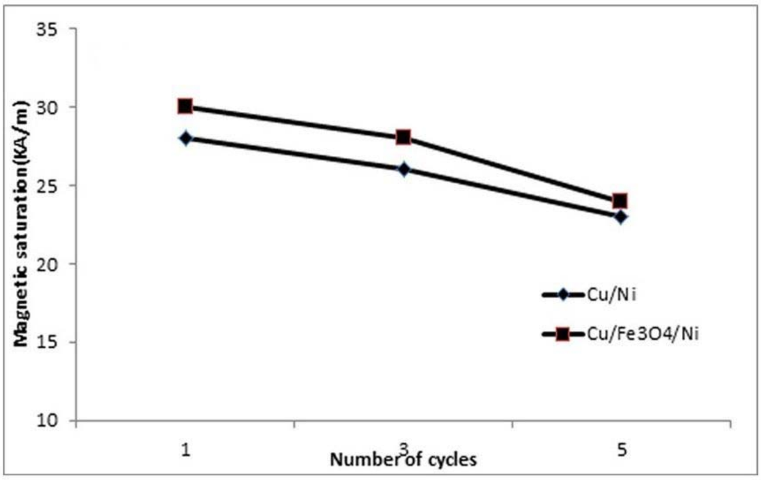
شکل۸ نمودارهای هیسترسیس مربوط به مراحل مختلف فرایند نورد تجمّعی؛ الف) گذر اوّل، ب) گذر سوّم، پ) گذر پنجم برای ماده‌ی مرکب Cu/Ni و ت) گذر اوّل، ث) گذر سوّم، ج) گذر پنجم برای ماده‌ی مرکب $Cu/Ni/Fe_3O_4$

با توجه به نتایج شکل (۹)، پس‌ماند مغناطیسی (M_R) و مقدار نیروی وادارنگی مغناطیسی (H_C) برای هر دو مادهی مرکب، با افزایش تعداد دورهای فرایند نورد تجمّعی همراه با بهبود اندازهی دانه، افزایش یافته‌اند. به عبارت دیگر، بیش‌ترین مقدار نیروی وادارنگی مغناطیسی (٤٩ Oe) در گذر پنجم فرایند نورد تجمّعی به‌دست آمده است. افزون بر این، پس‌ماند مغناطیسی از مقدار اولیّه‌ی ۲.۵ T در گذر اول، بـه ۲.۹ T در گذر پنجم رسیده است. همان‌طور که در شکل (۹) نشان داده شده است، استفاده از ذرات Fe_3O_4 در مادهی مرکب Cu/Ni سبب بهبود و افزایش مقادیر پس‌ماند مغناطیسی و نیروی وادارنگی مغناطیسی شده است. البته با توجه به ماهیّت مغناطیسی سخت ذرات Fe_3O_4، تأثیر افزایشی بر روی مقادیر پس‌ماند مغناطیسی چشم گیرتر است.

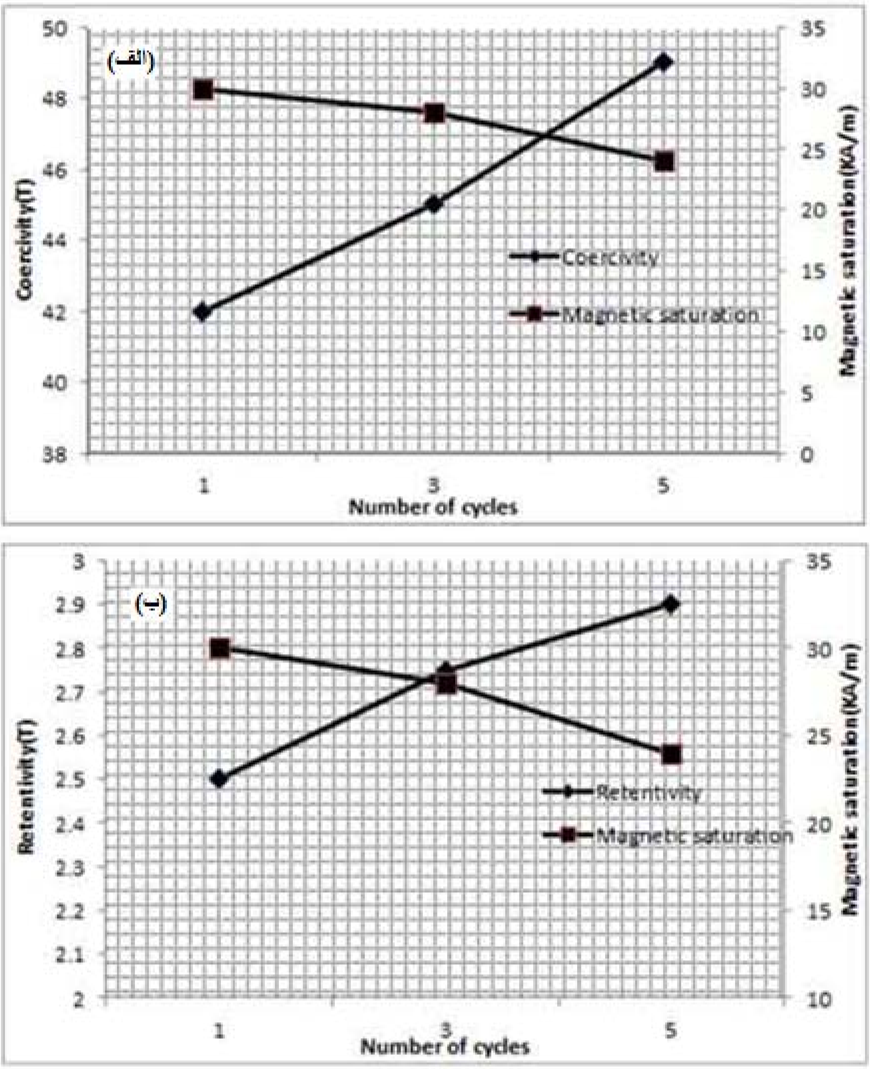




شکل ۹ مقایسه‌ی خواص مغناطیسی ماده‌ی مرکب مس- نیکل و ماده‌ی مرکب مس- نیکل- اکسید آهن در طی دورهای مختلف فرایند نورد تجمّعی، الف) نمودار پس‌ماند مغناطیسی و ب) نمودار نیروی وادارنگی مغناطیسی



شکل ۱۰ مقایسه‌ی اشباع مغناطیسی ماده‌ی مرکب Cu/Ni و ماده‌ی مرکب $Cu/Ni/Fe_3O_4$ در طی دورهای مختلف فرایند نورد تجمّعی



شکل ۱۱ مقایسه‌ی خواص مغناطیسی ماده‌ی مرکب مس- نیکل در طی دورهای مختلف فرایند نورد تجمّعی، الف) نمودار پس‌ماند مغناطیسی- اشباع مغناطیسی و ب) نمودار نیروی وادارنگی مغناطیسی- اشباع مغناطیسی

امّا به‌طور کلّی می‌توان فرایند نورد تجمّعی را در بهبود و افزایش مقادیر پس‌ماند مغناطیسی و وادارنگی مغناطیسی کارآمد دانست. همان‌طور که در شکل (۱۰) مشاهده می‌شود، با افزایش تعداد دورهای فرایند نورد تجمعی، اشباع مغناطیسی (M_S) در هر دو ماده‌ی مرکب کاهش یافته است. از دیگر تأثیرات ایجاد شده ناشی از حضور ذرات Fe_3O_4 در ماده‌ی مرکب Cu/Ni، افزایش مقدار اشباع مغناطیسی می‌باشد و این تفاوت، در گذرهای اولیّه‌ی فرایند متمایزتر است.

امّا به‌طور قطع می‌توان گفت که با افزایش تعداد دورهای نورد تجمّعی و به‌دلیل قرارگیری قطب‌ها در جهت خلاف میدان در کلیه‌ی نمونه‌ها ناشی از عواملی هم‌چون افزایش نابجایی‌ها و مرز دانه‌ها، مقادیر اشباع مغناطیسی کاهش می‌یابد. نمودارهای شکل (۱۱) با عبور و انطباق منحنی‌های پس‌ماند مغناطیسی و وادارنگی مغناطیسی با منحنی اشباع مغناطیسی، تعداد دورهای مناسب فرایند نورد تجمّعی برای داشتن مقدار بهینه و مناسب از هر دو عامل را نشان می‌دهد. همان‌طور که در این دو نمودار مشاهده می‌شود، پس از گذر سوّم فرایند، منحنی‌ها با هم تلاقی دارند که این نشان‌گر مقادیر بهینه‌ای از سه عامل پس‌ماند مغناطیسی، وادارنگی مغناطیسی و اشباع مغناطیسی است.

نتیجه‌گیری

در تحقیق حاضر، از فرایند نورد تجمّعی به‌طور موفقیت‌آمیزی در تولید ماده‌ی مرکب لایه‌ای $Cu/Ni/Fe_3O_4$ استفاده شد. تا دور پنجم نورد تجمّعی، نمونه‌هایی با شکل‌پذیری مناسب و قطعاتی بدون عیب درشت به‌دست آمد. افزون بر این، نتایج زیر به‌دست آمدند:

۱- با افزایش تعداد دورهای فرایند نورد تجمّعی، توزیع یکنواخت‌تری از ذرات Fe_3O_4 در بین لایه‌های مس و نیکل به‌دست آمد. افزون بر این، با افزایش تعداد مراحل نورد تجمعی، لایه‌های تقویت کننده‌ی نیکل شروع به گلویی شدن و شکست کردند، به‌طوری که در گذر پنجم، توزیع نسبتاً یکنواختی از ذرات Fe_3O_4 و لایه‌های تقویت کننده‌ی نیکل در زمینه‌ی مس حاصل شد.

۲- با افزایش تعداد دورهای فرایند نورد تجمّعی، استحکام و تردی ماده‌ی مرکب $Cu/Ni/Fe_3O_4$ افزایش یافت، امّا به‌دلیل حضور ذرات Fe_3O_4 و تمایل به خوشه‌ای شدن ذرات، استحکام کششی پایین‌تری نسبت به ماده‌ی مرکب Cu/Ni به‌دست آمد.

۳- با افزایش تعداد دروهای فرایند نورد تجمّعی، ریزسختی زمینه‌ی مس و لایه‌های تقویت کننده‌ی نیکل افزایش یافتند.

٤- مشاهده شد که مقادیر نیروی وادارنگی مغناطیسی (H_C)، پس‌ماند مغناطیسی (M_R) و اشباع مغناطیسی (M_S) تحت تأثیر لایه‌های نیکل و ذرات Fe_3O_4، تغییرات مطلوب و چشم‌گیری داشته‌اند. حضور مؤثرتر لایه‌های نیکل نسبت به ذرات Fe_3O_4 در بهبود خواص مغناطیسی قابل مشاهده بود، به‌طوری که سبب ایجاد حلقه‌های مغناطیسی باریک و تولید یک ماده‌ی نرم مغناطیسی شد. افزون بر این، مقادیر پس‌ماند مغناطیسی (M_R) و نیروی وادارنگی مغناطیسی (H_C) با افزایش تعداد دورهای فرایند نورد تجمّعی، همراه با بهبود اندازه‌ی دانه، افزایش یافتند.

مراجع

1. S. C. Tjong, and H. Chen, “Nanocrystalline materials and coatings”, Materials Science and Engineering, Vol. 45, pp. 1-88, (2004).

2. B.A. Movchan, FD. Lemkey,” Mechanical properties of fine-crystalline two-phasematerials”, Materials

Science and EngineeringA,Vol 224, 136–45, (1997).

3. Y. S. Kim, S. H. Kang, and D. H. Shin,” Effect of rolling direction on the microstructure and mechanical properties of accumulative roll bonding (ARB) processed commercially pure 1050 aluminum alloy”, Materials Science Forum, Vols. 503-504,pp.681-686, (2006).
4. M. Perez-Prado, T. Del Valle and O. A. Ruano,”Grain refinement of Mg-Al-Zn alloys via accumulative roll bonding”, Scripta Mterialia, Vol. 51, pp.1093-1097, (2004).
5. J. Mc. Keown, A. Misra, H. Kung, RG. Hoagland, M. Nastasi.” Microstructures and strength of Nano scale Cu–Ag multi-layers”, Scripta Mater, Vol 46, 593–598, (2002).
6. R. Grössinger, R. Sato, D. Holzer, M. Dahlgren,” Properties, Benefits, and Application of Nanocrystalline Structures in Magnetic”, Materials, Physical B, Vol 44, pp.248- 275, (2000).
7. Mc. Michael RD, RD. Shull, LJ. Swartzendruber, LH. Bennett, RE. Watson,” Magnetocaloric effect in superparamagnets”, J Magn Mate,Vol 111, pp.29-33. (1992)
8. Y. Estrin, RJ. Hellmig, SC. Baik, HS. Kim, HG. Brokmeier,”Microstructure and texture development in copper and aluminums under ECAP”, Ultrafine Grained Materials III.Vol32, pp.134-142,(2004).
9. H. Sekine and R Chen, “A combined microstructure strengthening analysis of SiCp/Al metal matrix composites”, Composites, Vol. 26, pp. 183-8, (1995).
10. C. Lu, K. Tieu and D. Wexler, “Significantenhancement of bond strength in theaccumulative roll”,Materials Science and Engineering A, Vol 324, pp.278–292, (2007).
11. M. Alizadeh, “Comparison of nanostructured Al/B_4C composite produced by ARB and Al/B_4C composite produced by RRB process”,Materials Science and Engineering A,Vol 528,pp.578–582, (2010).
12. X. Huang, N. Kamikawa, N. Hansen, “Strengthening mechanisms in nanostructured aluminum”, Mater Sci Eng. A, Vol 483, pp.102–4, (2008).
13. L. Ghalandari and M. M. Moshksar, "High Strength andHigh Conductive Cu/Ag Multilayer Produced by ARB",Journal of Alloys and Compounds, Vol 506, pp.257-268, (2010).